

(19)



Europäisches Patentamt  
European Patent Office  
Office européen des brevets



(11)

**EP 0 747 495 A1**

(12)

**DEMANDE DE BREVET EUROPEEN**

(43) Date de publication:  
11.12.1996 Bulletin 1996/50

(51) Int Cl.<sup>6</sup>: **C22C 38/12, C21D 8/04**

(21) Numéro de dépôt: **96401007.8**

(22) Date de dépôt: **10.05.1996**

(84) Etats contractants désignés:  
**AT BE DE ES FI FR GB IT LU NL SE**

• **Porcet, Jean-Pierre**  
**Le Mazet, 13270 Fos sur Mer (FR)**

(30) Priorité: **08.06.1995 FR 9506746**

(74) Mandataire: **Ventavoli, Roger**  
**TECHMETAL PROMOTION (Groupe USINOR**  
**SACILOR),**  
**Immeuble " La Pacific ",**  
**11/13 Cours Valmy - La Défense 7,**  
**TSA 10001**  
**92070 Paris La Défense Cédex (FR)**

(71) Demandeur: **SOLLAC**  
**F-92800 Puteaux (FR)**

(72) Inventeurs:  
• **Teracher, Pascal**  
**13250 Saint Chamas (FR)**

(54) **Tôle d'acier laminée à chaud à haute résistance et haute emboutissabilité refermant du niobium, et ses procédés de fabrication**

(57) L'invention a pour objet une tôle d'acier laminée à chaud à haute résistance et haute emboutissabilité, caractérisée en ce que sa composition, exprimée en pourcentages pondéraux, est:

- $C \leq 0,12 \%$ ;
- $0,5 \leq Mn \leq 1,5 \%$ ;
- $0 \leq Si \leq 0,3 \%$ ;
- $0 \leq P \leq 0,1 \%$ ;
- $0 \leq S \leq 0,05 \%$ ;
- $0,01 \leq Al \leq 0,1 \%$ ;
- $0 \leq Cr \leq 1 \%$ ;
- $0,01 \leq Nb \leq 0,1 \%$
- $0 \leq Ti_{eff} \leq 0,05 \%$ ,  $Ti_{eff}$  étant la teneur en titane non sous forme de nitrures, de sulfures ou d'oxydes;



Figure 1

et en ce que sa structure comprend au moins 75 % de ferrite durcie par précipitation de carbures ou de carbonitrures de niobium ou de niobium et de titane, le reste de la structure comprenant au moins 10 % de martensite et éventuellement de la bainite et de l'austénite résiduelle.

L'invention a également pour objets des procédés de fabrication de telles tôles.

**EP 0 747 495 A1**

## Description

L'invention concerne la sidérurgie. Plus précisément, elle concerne le domaine des tôles d'acier laminées à chaud devant présenter des propriétés élevées de résistance et d'emboutissabilité, destinées notamment à l'industrie automobile pour former des pièces de structures de véhicules.

Dans la gamme des produits plats laminés à chaud dont les propriétés mécaniques sont obtenues par laminage contrôlé sur le train à bandes, il existe diverses catégories d'aciers qui possèdent, à des degrés divers, des caractéristiques mécaniques pouvant être qualifiées d'élevées.

Les aciers à haute limite élastique (dits "aciers HLE" ou "HSLA") sont des aciers microalliés au niobium, au titane ou au vanadium. Ils présentent une limite d'élasticité élevée, dont le minimum suivant le grade peut aller de 300 MPa environ à 700 MPa environ, obtenue grâce à un affinement du grain ferritique et une fine précipitation durcissante. Toutefois, leur aptitude au formage est limitée, surtout pour les plus hauts grades. Ils présentent un rapport limite élastique/résistance à la traction ( $R_e/R_m$ ) élevé.

Les aciers dits "double phase", ou "dual phase", ont une microstructure composée de ferrite et de martensite. La transformation ferritique est favorisée par un refroidissement rapide de la tôle, dès la fin du laminage à chaud, jusqu'à une température inférieure à  $A_{r3}$ , suivi par un refroidissement lent à l'air. La transformation martensitique est ensuite obtenue par un refroidissement rapide à une température inférieure à  $M_s$ . Pour un niveau de résistance donné, ces aciers ont une excellente formabilité, mais celle-ci se dégrade pour les résistances supérieures à 650 MPa, en raison de l'importante proportion de martensite qu'ils renferment.

Les aciers dits "à haute résistance" ("HR") ont une microstructure composée de ferrite et de bainite. Leur formabilité est intermédiaire entre celle des aciers à haute limite élastique et celle des aciers double phase, mais leur soudabilité est inférieure à celles de ces deux types d'aciers. Leur résistance est limitée au grade  $R_m = 600$  MPa, car sinon leur formabilité décroît très vite.

Les aciers dits "à structure bainitique à très bas carbone" ("ULCB") ont une microstructure extrêmement fine de bainite à bas carbone composée de ferrite sous forme de lattes et de carbures. Pour l'obtenir, on inhibe la transformation ferritique par une micro-addition de bore, voire également de niobium. Ces aciers permettent d'atteindre des résistances très élevées, supérieures à 750 MPa, mais avec une formabilité et une ductilité assez faibles.

Enfin, les aciers TRIP (TRansformation Induced Plasticity) ont une microstructure composée de ferrite, de bainite et d'austénite résiduelle. Ils permettent d'atteindre des résistances très élevées, mais leur soudabilité est très faible du fait de leur teneur élevée en carbone.

Afin d'obtenir le meilleur compromis possible entre résistance, formabilité et également soudabilité, on a mis au point (voir le document EP 0 548 950) des aciers pour tôles laminées à chaud dont la structure contient essentiellement de la ferrite durcie par des précipités de carbure de titane et/ou de niobium et de la martensite, voire également de l'austénite résiduelle. Ces aciers ont la composition, exprimée en pourcentages pondéraux:

$C \leq 0,18 \%$ ;  $0,5 \leq Si \leq 2,5 \%$ ;  $0,5 \leq Mn \leq 2,5 \%$ ;  $P \leq 0,05 \%$ ;  $S \leq 0,02 \%$ ;  $0,01 \leq Al \leq 0,1\%$ ;  $0,02 \leq Ti \leq 0,5\%$  et/ou  $0,03 \leq Nb \leq 1\%$ , avec  $C \geq 0,05 + Ti/4 + Nb/8$ .

Ces aciers ont effectivement des résistances élevées ( $R_m$  est de l'ordre de 700 MPa) et une bonne formabilité ( $R_e/R_m$  est de l'ordre de 0,65). Toutefois, leur soudabilité n'est pas aussi bonne que ce que l'on souhaiterait. De plus, leur aspect de surface n'est pas satisfaisant: on constate la présence d'une catégorie de défauts appelée "tigrage" (ou "tiger stripes"). Il s'agit d'incrustations de calamine que le décapage ne permet pas d'éliminer. Ces défauts restreignent les possibilités d'utiliser les tôles pour fabriquer des pièces destinées à demeurer visibles.

Le but de l'invention est de fournir aux utilisateurs de tôles d'acier laminées à chaud des produits présentant un très bon compromis entre des niveaux de résistance élevés, une formabilité satisfaisante et une bonne soudabilité, ainsi qu'un aspect de surface irréprochable.

A cet effet, l'invention a pour objet une tôle d'acier laminée à chaud à haute résistance et haute emboutissabilité, caractérisée en ce que sa composition, exprimée en pourcentages pondéraux, est:

- $C \leq 0,12 \%$ ;
- $0,5 \leq Mn \leq 1,5 \%$ ;
- $0 \leq Si \leq 0,3 \%$ ;
- $0 \leq P \leq 0,1\%$ ;
- $0 \leq S \leq 0,05 \%$ ;
- $0,01 \leq Al \leq 0,1 \%$ ;
- $0 \leq Cr \leq 1\%$ ;
- $0,01 \leq Nb \leq 0,1 \%$
- $0 \leq Ti_{eff} \leq 0,05 \%$ ,  $Ti_{eff}$  étant la teneur en titane non sous forme de nitrures, de sulfures ou d'oxydes;

et en ce que sa structure comprend au moins 75 % de ferrite durcie par précipitation de carbures ou de carbonitrures

de niobium ou de niobium et de titane, le reste de la structure comprenant au moins 10 % de martensite et éventuellement de la bainite et de l'austénite résiduelle.

L'invention a également pour objets des procédés de fabrication de telles tôles.

Comme on l'aura compris, les tôles selon l'invention se distinguent de celles connues jusqu'ici pour les mêmes usages par leur teneur sensiblement inférieure en silicium, leurs fourchettes de teneurs en niobium et titane notablement resserrées, et des exigences plus strictes sur la répartition des différentes phases de la structure. Et l'obtention de la structure, donc des propriétés recherchées pour la tôle, implique des conditions particulières lors du traitement thermique qui suit immédiatement le laminage à chaud. Leur composition et leur mode de fabrication font que ces aciers représentent, à plusieurs égards, une combinaison d'aciers HLE et d'aciers double phase.

L'invention sera mieux comprise à la lecture de la description qui suit, illustrée par la figure 1 qui montre une micrographie d'une tôle selon l'invention.

Pour obtenir des tôles laminées à chaud selon l'invention, il faut d'abord élaborer, puis couler sous forme d'une brame, un acier comportant (tous les pourcentages sont des pourcentages pondéraux) une teneur en carbone inférieure ou égale à 0,12 %, une teneur en manganèse comprise entre 0,5 et 1,5 %, une teneur en silicium inférieure ou égale à 0,3 %, une teneur en phosphore inférieure ou égale à 0,1 %, une teneur en soufre inférieure ou égale à 0,05 %, une teneur en aluminium comprise entre 0,01 et 0,1 %, une teneur en chrome inférieure ou égale à 1 %, une teneur en niobium comprise entre 0,01 et 0,10 %, et une teneur en titane efficace (on exposera plus loin ce que signifie ce terme) comprise entre 0 et 0,05 %.

La brame est ensuite laminée à chaud sur un train à bandes pour former une tôle de quelques mm d'épaisseur. A sa sortie du train à bandes, la tôle subit un traitement thermique qui permet de lui conférer une microstructure composée au moins à 75 % de ferrite et au moins à 10 % de martensite. La ferrite est durcie par une précipitation de carbures ou de carbonitrides de niobium, et également de carbures ou de carbonitrides de titane si cet élément est présent de manière significative. La microstructure peut éventuellement comporter aussi de la bainite et de l'austénite résiduelle.

La teneur en carbone limitée permet de conserver à l'acier une bonne soudabilité, et d'obtenir la proportion de martensite désirée.

Le manganèse joue un rôle durcissant, car:

- il se place en solution solide;
- en abaissant le point  $A_{r3}$ , il permet d'abaisser la température de fin de laminage et d'obtenir un grain ferritique fin;
- c'est un élément trempant.

Cependant, aux fortes teneurs, il provoque la formation d'une structure en bandes et conduit à la dégradation des performances de fatigue et/ou de formabilité. Il faut donc limiter sa présence à la teneur maximale spécifiée de 1,5 %.

Le silicium est un élément alphagène, qui favorise donc la transformation ferritique. Il est aussi durcissant en solution solide. Toutefois, l'invention repose entre autres sur une baisse très sensible de la teneur en silicium de l'acier par rapport à l'art antérieur illustré par le document EP 0 548 950. L'intérêt d'une baisse notable de la teneur en silicium est que les problèmes d'aspect de surface rencontrés sur les aciers de l'art antérieur proviennent, en fait, d'une apparition à la surface de la brame, dans le four de réchauffage, d'oxyde  $Fe_2SiO_4$  qui forme avec l'oxyde  $FeO$  un eutectique à bas point de fusion. Cet eutectique pénètre dans les joints de grain et favorise l'ancrage de la calamine, qui ne peut donc être qu'imparfaitement éliminée au décapage. Un autre intérêt de cet abaissement de la teneur en silicium est l'amélioration de la soudabilité de l'acier. Les aciers de l'invention, à condition que les autres spécifications sur leur composition et leur mode de fabrication soient respectées, tolèrent de n'avoir que de faibles, voire très faibles teneurs en silicium.

Comme le silicium, le phosphore est alphagène et durcissant. Mais sa teneur doit être limitée à 0,1 %, et peut être aussi faible que possible. En effet, il serait susceptible, à forte teneur, de former une ségrégation à mi-épaisseur qui pourrait provoquer un délaminage. Par ailleurs, il peut ségréger aux joints de grains, ce qui augmente la fragilité.

Quoique non nécessaire à proprement parler, une addition de chrome (limitée à 1 %) est recommandable, car il favorise la formation de martensite et la transformation ferritique.

Le niobium et le titane sont des éléments de micro-alliage qui forment des précipités de carbure et de carbonitride durcissant la ferrite. Leur addition, qui pour le titane n'est qu'optionnelle, a pour but d'obtenir, grâce à ce durcissement, un niveau de résistance élevé.

Une grande particularité de la composition des aciers selon l'invention est la présence de niobium, alors que cet élément n'est pas habituellement ajouté lorsqu'on désire obtenir une structure de type double phase ferrite-martensite. En effet, le niobium augmente la température de non-recristallisation de l'acier, ce qui se traduit par un fort écrouissage de l'austénite, et peut entraîner une hétérogénéité de taille de grains. De plus, la précipitation des carbures et carbonitrides de niobium ralentit la transformation ferritique. C'est pourquoi, pour obtenir en présence de niobium une formation suffisante de ferrite équiaxe convenablement durcie, il est impératif de respecter l'un des schémas de refroidissement

dissement de la tôle laminée à chaud qui vont être décrits.

Concernant l'addition optionnelle de titane, l'effet de durcissement de la ferrite qu'elle procure n'est cependant obtenu que si le titane a la possibilité de se combiner au carbone. Il faut donc tenir compte, lors de l'addition de titane au bain d'acier liquide, des possibilités de formation d'oxydes, de nitrures et de sulfures de titane. La formation significative d'oxydes peut être aisément évitée par une addition d'aluminium lors de la désoxydation de l'acier liquide. Quant aux quantités de nitrures et de sulfures formées, elles dépendent des teneurs de l'acier liquide en azote et en soufre. S'il n'est pas possible, lors de l'élaboration et de la coulée, de limiter drastiquement ces teneurs en azote et en soufre, il faut ajouter au bain métallique une quantité de titane suffisante pour que dans le métal solidifié, après précipitation des nitrures et sulfures, la teneur en titane non sous forme de nitrures, de sulfures ou d'oxydes (et donc disponible pour former des carbures et carbonitrures) soit au maximum de 0,05 %. C'est cette teneur que l'on appelle "teneur en titane efficace" et que l'on abrège en " $Ti_{eff}$  %". Lorsque l'acier est désoxydé à l'aluminium, compte tenu des équilibres thermodynamiques qui s'établissent dans le métal en cours de solidification, on peut estimer que, si  $Ti_{total}$  % désigne la teneur totale de l'acier en titane,

$$Ti_{eff} \% = Ti_{total} \% - 3,4 \times N \% - 1,5 \times S \%$$

Cette addition de titane peut avantageusement compléter l'addition de niobium pour atteindre des niveaux de résistance encore plus élevés. Mais ajouter du niobium et du titane au-delà des quantités prescrites est inutile, car on assisterait alors à une saturation de l'effet durcissant.

Pour fabriquer les tôles selon l'invention, différents modes opératoires peuvent être envisagés, en fonction du niveau de performances recherché et de la composition du métal.

Selon un premier mode opératoire (N° 1), applicable de manière standardisée à tous les aciers de l'invention, et plus particulièrement à ceux dont la teneur en niobium est comprise entre 0,02 et 0,1 %, la succession des opérations est la suivante:

1) on élabore, et on coule sous forme de brame un acier dont la composition en pourcentages pondéraux est:

- $C \leq 0,12 \%$ ;
- $0,5 \leq Mn \leq 1,5 \%$ ;
- $0 \leq Si \leq 0,3 \%$ ;
- $0 \leq P \leq 0,1 \%$ ;
- $0 \leq S \leq 0,05 \%$ ;
- $0,01 \leq Al \leq 0,1 \%$ ;
- $0 \leq Cr \leq 1 \%$ ;
- $0,01 \leq Nb \leq 0,1 \%$ ;
- $0 \leq Ti_{eff} \leq 0,05 \%$ ,  $Ti_{eff}$  étant la teneur en titane non sous forme de nitrures, de sulfures ou d'oxydes;

2) on lamine à chaud ladite brame sur un train à bandes, avec une température de fin de laminage (TFL) située entre le point  $Ar_3$  de la nuance coulée et  $950^\circ C$ ;

3) à la sortie du train à bandes, on effectue un refroidissement du produit en deux étapes:

- étape 1: refroidissement lent, à l'air, à une vitesse de 2 à  $15^\circ C/s$ , effectué entre TFL et une température dite "température de début de trempe" (TDT) située entre  $730^\circ C$  et le point  $Ar_1$  de la nuance coulée; c'est au cours de ce refroidissement qu'a lieu la transformation ferritique; sa durée ne doit pas, dans le cas général, être inférieure à 8 s pour laisser à la transformation ferritique (dont on rappelle qu'elle est retardée par la présence des carbures et carbonitrures de niobium) de s'effectuer de manière correcte; ce refroidissement ne doit pas, durer plus de 40 s pour ne pas aboutir à des précipités de trop forte taille qui détérioreraient la résistance à la traction de la tôle;
- étape 2: refroidissement rapide, effectué par exemple par aspersion à l'eau, à une vitesse de 20 à  $150^\circ C/s$  entre TDT et une température dite "température de fin de refroidissement" (TFR) qui est inférieure ou égale à  $300^\circ C$ .

Une fois ces opérations réalisées, la tôle peut être bobinée, soit immédiatement, soit après un séjour à l'air.

Selon un deuxième mode opératoire (N° 2), applicable également à tous les aciers de l'invention de manière standardisée, et particulièrement à ceux dont la teneur en niobium est comprise entre 0,02 et 0,1 %, les opérations 1) et 2) sont les mêmes que précédemment. En revanche, l'opération 3) comporte non plus deux, mais trois étapes de refroidissement, selon:

- étape 1: refroidissement rapide, à l'eau, à une vitesse de 20 à 150 °C/s, commençant moins de 10 s après la fin du laminage à chaud, entre TFL et une température intermédiaire ( $T_{inter}$ ) inférieure au point  $Ar_3$  de la nuance; pendant cette opération, l'acier reste dans le domaine austénitique;
- étape 2: refroidissement lent, à l'air, à une vitesse de 2 à 15 °C/s, d'une durée supérieure à 5 s et inférieure à 40 s, entre  $T_{inter}$  et TDT, qui est comprise entre le point  $Ar_1$  de la nuance et 730 °C; la transformation ferritique a lieu au cours de cette étape, et là encore la fixation d'une durée minimale pour le refroidissement a pour but d'assurer le bon déroulement de cette transformation malgré la présence de niobium;
- étape 3: refroidissement rapide, à l'eau, à une vitesse de 20 à 150 °C/s, entre TDT et TFR, cette dernière température étant inférieure ou égale à 300 °C.

Le bobinage de la tôle peut ensuite être effectué, là encore avec ou sans un séjour préalable à l'air.

Dans ce dernier mode opératoire, le refroidissement à l'eau de l'étape 1 de l'opération 3) a pour fonction d'amener rapidement la tôle dans le domaine de transformation ferritique. Cette dernière commence alors immédiatement après l'arrêt du refroidissement à l'eau. Elle se fait donc plus vite et à plus basse température que dans le mode opératoire à deux étapes. Cela se traduit par:

- une transformation plus rapide, donc plus complète pour une durée donnée du refroidissement à l'air, qui elle-même peut être limitée par la longueur de la table de refroidissement;
- une taille de grain ferritique plus faible;
- une précipitation de carbures et de carbonitrides de niobium et titane plus fine et durcissante.

Dans le cas où l'acier comporte une teneur en niobium relativement faible, c'est à dire comprise entre 0,01 et 0,02 %, la fixation d'une durée minimale pour l'étape de refroidissement lent à l'air de l'opération 3) des deux modes opératoires que l'on vient de décrire n'est plus impérative, le niobium n'étant pas suffisamment présent pour ralentir très notablement la transformation ferritique.

On peut ainsi produire une tôle dont la résistance minimale garantie peut s'ajuster entre 650 et 750 MPa, avec un rapport  $R_e/R_m$  inférieur à 0,8, un coefficient d'érouissage d'au moins 0,13, et un allongement total d'au moins 15 %. La courbe de traction ne présente pas de palier de limite d'élasticité, ce qui améliore le comportement à l'emboutissage. Enfin, l'aspect de surface du produit décapé ne présente pas de "tigrage". Les buts assignés à l'invention sont donc atteints.

A titre d'exemple, des expérimentations de l'invention ont été effectuées sur les nuances d'acier citées dans le tableau 1 (les teneurs en titane sont des teneurs totales; les teneurs en titane efficace doivent être calculées comme on l'a exposé):

Tableau 1:

| nuances d'acier testées |       |       |       |       |       |        |        |       |       |
|-------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|
| Nuance                  | C %   | Mn %  | P %   | Si %  | Cr %  | N %    | S %    | Nb %  | Ti %  |
| A (référence)           | 0,072 | 0,982 | 0,040 | 0,190 | 0,750 | 0,0059 | 0,0021 | -     | -     |
| B                       | 0,079 | 1,210 | 0,015 | 0,180 | 0,021 | 0,0048 | 0,0027 | 0,050 | 0,010 |
| C                       | 0,080 | 0,990 | 0,040 | 0,200 | 0,750 | 0,0051 | 0,0020 | 0,080 | 0,061 |

Ces expérimentations ont donné les résultats consignés dans le tableau 2, où t désigne la durée de l'étape de refroidissement à l'air pendant laquelle a lieu la transformation ferritique,  $R_{p0.2}$  désigne la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % d'allongement rémanent et n le coefficient d'érouissage, et où la colonne "mode de refroidissement" se réfère aux deux principaux modes opératoires décrits précédemment:

Tableau 2:

| Résultats expérimentaux |                         |          |       |                  |             |                |      |
|-------------------------|-------------------------|----------|-------|------------------|-------------|----------------|------|
| Nuance                  | Mode de refroidissement | TDT (°C) | t (s) | $R_{p0.2}$ (MPa) | $R_m$ (MPa) | $R_{p0.2}/R_m$ | n    |
| A (référence)           | N° 2                    | 720      | 15    | 319              | 590         | 0,54           | 0,20 |
| A (référence)           | N° 2                    | 650      | 15    | 308              | 570         | 0,54           | 0,20 |
| B                       | N° 1                    | 630      | 18    | 439              | 675         | 0,65           | 0,16 |
| B                       | N° 2                    | 700      | 15    | 449              | 680         | 0,66           | 0,16 |

Tableau 2: (suite)

| Résultats expérimentaux |                         |          |       |                         |                      |                                   |      |
|-------------------------|-------------------------|----------|-------|-------------------------|----------------------|-----------------------------------|------|
| Nuance                  | Mode de refroidissement | TDt (°C) | t (s) | R <sub>p0,2</sub> (MPa) | R <sub>m</sub> (MPa) | R <sub>p0,2</sub> /R <sub>m</sub> | n    |
| B                       | N° 2                    | 630      | 15    | 445                     | 675                  | 0,66                              | 0,16 |
| C                       | N° 2                    | 720      | 15    | 515                     | 765                  | 0,67                              | 0,14 |
| C                       | N° 2                    | 630      | 15    | 490                     | 720                  | 0,68                              | 0,15 |
| B                       | N° 1                    | 730      | 6     | 550                     | 590                  | 0,93                              | 0,12 |
| B                       | N° 2                    | 720      | 3     | 550                     | 620                  | 0,89                              | 0,12 |

D'après ces résultats, on voit que l'addition de niobium et de titane à l'acier A de référence dans les nuances B et C permet d'augmenter très sensiblement la résistance de cet acier, en particulier lorsque le mode opératoire N° 2 comportant un refroidissement en trois étapes est utilisé, tout en maintenant un rapport  $R_{p0,2}/R_m$  convenable. On remarque également, d'après les deux derniers essais mentionnés, que l'addition de niobium est inopérante lorsqu'on impose à la tôle un refroidissement à l'air trop bref pour que la transformation ferritique puisse s'effectuer de façon satisfaisante: la résistance n'est pas améliorée par rapport à la référence, alors que le rapport  $R_{p0,2}/R_m$  est même sensiblement détérioré. La nuance B considérée lors de ces deux essais est particulièrement sensible à ce facteur car sa teneur en silicium n'est pas très élevée, et sa teneur en phosphore est basse, et cela ne favorise pas la transformation ferritique, donc la formation de martensite. La phase dure est alors formée de bainite et/ou de perlite.

La micrographie de la figure 1 montre la structure d'un acier correspondant à la nuance B à 0,050 % de niobium et 0,010 % de titane. Le refroidissement de la tôle après laminage à chaud a été conduit selon le mode opératoire N° 2. Les plages claires sont de la ferrite equiaxe et représentent 85 % de la structure. Les plages sombres sont de la martensite, et représentent pratiquement l'intégralité du restant de la structure.

Les aciers selon l'invention peuvent être employés notamment pour constituer des pièces de structures de véhicules automobiles, telles que des éléments de châssis, des voiles de roue, des bras de suspension, ainsi que toutes pièces embouties devant présenter une grande résistance aux sollicitations mécaniques.

## Revendications

1. Tôle d'acier laminée à chaud à haute résistance et haute emboutissabilité, caractérisée en ce que sa composition, exprimée en pourcentages pondéraux, est:

- $C \leq 0,12 \%$ ;
- $0,5 \leq Mn \leq 1,5 \%$ ;
- $0 \leq Si \leq 0,3 \%$ ;
- $0 \leq P \leq 0,1 \%$ ;
- $0 \leq S \leq 0,05 \%$ ;
- $0,01 \leq Al \leq 0,1 \%$ ;
- $0 \leq Cr \leq 1 \%$ ;
- $0,01 \leq Nb \leq 0,10 \%$ ;
- $0 \leq Ti_{eff} \leq 0,05 \%$ ,  $Ti_{eff}$  étant la teneur en titane non sous forme de nitrures, de sulfures ou d'oxydes;

et en ce que sa structure comprend au moins 75 % de ferrite durcie par précipitation de carbures ou de carbonitrures de Nb ou de Nb et de Ti, le reste de la structure comprenant au moins 10 % de martensite et éventuellement de la bainite et de l'austénite résiduelle.

2. Tôle d'acier selon la revendication 1, caractérisée en ce que sa teneur en Nb est comprise entre 0,010 et 0,020 %.

3. Procédé de fabrication d'une tôle d'acier laminée à chaud à haute résistance et haute emboutissabilité, caractérisé en ce que:

- on élabore et on coule sous forme de brame un acier dont la composition est conforme à celle de la tôle selon la revendication 1;
- puis on lamine à chaud ladite brame sous forme de tôle en achevant le laminage à une température comprise

entre le point  $Ar_3$  et  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;

- puis on applique à ladite tôle un refroidissement lent à une vitesse de  $2\text{ à }15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  pendant une durée comprise entre 8 et 40 s, jusqu'à une température comprise entre le point  $Ar_1$  et  $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;
- puis on applique à ladite tôle un refroidissement rapide à une vitesse de  $20\text{ à }150\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  jusqu'à une température inférieure ou égale à  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

4. Procédé de fabrication d'une tôle d'acier laminée à chaud à haute résistance et haute emboutissabilité, caractérisé en ce que:

- on élabore et on coule sous forme de brame un acier dont la composition est conforme à celle de la tôle selon la revendication 1;
- puis on lamine à chaud ladite brame sous forme de tôle en achevant le laminage à une température comprise entre le point  $Ar_3$  et  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;
- puis on applique à ladite tôle, moins de 10 s après la fin du laminage à chaud, un refroidissement rapide à une vitesse de  $20\text{ à }150\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  jusqu'à une température inférieure au point  $Ar_3$ ;
- puis on applique à ladite tôle un refroidissement lent à une vitesse de  $2\text{ à }15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  pendant une durée comprise entre 5 et 40 s, jusqu'à une température comprise entre le point  $Ar_1$  et  $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;
- puis on applique à ladite tôle un refroidissement rapide à une vitesse de  $20\text{ à }150\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  jusqu'à une température inférieure ou égale à  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

5. Procédé de fabrication d'une tôle d'acier laminée à chaud à haute résistance et haute emboutissabilité, caractérisé en ce que:

- on élabore et on coule sous forme de brame un acier dont la composition est conforme à celle de la tôle selon la revendication 2;
- puis on lamine à chaud ladite brame sous forme de tôle en achevant le laminage à une température comprise entre le point  $Ar_3$  et  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;
- puis on applique à ladite tôle un refroidissement lent à une vitesse de  $2\text{ à }15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  pendant une durée inférieure à 40 s, jusqu'à une température comprise entre le point  $Ar_1$  et  $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;
- puis on applique à ladite tôle un refroidissement rapide à une vitesse de  $20\text{ à }150\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  jusqu'à une température inférieure ou égale à  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

6. Procédé de fabrication d'une tôle d'acier laminée à chaud à haute résistance et haute emboutissabilité, caractérisé en ce que:

- on élabore et on coule sous forme de brame un acier dont la composition est conforme à celle de la tôle selon la revendication 2;
- puis on lamine à chaud ladite brame sous forme de tôle en achevant le laminage à une température comprise entre le point  $Ar_3$  et  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;
- puis on applique à ladite tôle, moins de 10 s après la fin du laminage à chaud, un refroidissement rapide à une vitesse de  $20\text{ à }150\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  jusqu'à une température inférieure au point  $Ar_3$ ;
- puis on applique à ladite tôle un refroidissement lent à une vitesse de  $2\text{ à }15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  pendant une durée inférieure à 40 s, jusqu'à une température comprise entre le point  $Ar_1$  et  $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;
- puis on applique à ladite tôle un refroidissement rapide à une vitesse de  $20\text{ à }150\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  jusqu'à une température inférieure ou égale à  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

PLANCHE UNIQUE



Figure 1





Office européen  
des brevets

## RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE

Numero de la demande  
EP 96 40 1007

| DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS   |   |   |   |
|---|---|---|---|
| Catégorie   | Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes   | Revendication concernée   | CLASSEMENT DE LA DEMANDE (Int.Cl.6)       |
| A   | US-A-4 141 761 (ABRAHAM ET AL.)<br>* le document en entier *  | 1-6   | C22C38/12<br>C21D8/04                     |
| A   | EP-A-0 228 756 (KAWASAKI STEEL CORPORATION)<br>* le document en entier *  | 1-6   |   |
| A   | DE-A-23 62 658 (NIPPON STEEL CORP.)<br>*Revendications 1-7*   | 1-6   |   |
| A   | DE-A-20 37 350 (ARMCO STEEL CORP.)<br>* le document en entier *   | 1-6   |   |
| A   | FR-A-2 240 960 (ALBRIGHT & WILSON LIMITED)<br>*Revendications 1-6*  | 1-6   |   |
| A   | PATENT ABSTRACTS OF JAPAN<br>vol. 17, no. 597 (C-1127), 2 Novembre 1993<br>& JP-A-05 179397 (SUMITOMO METAL IND.LTD.), 20 Juillet 1993,<br>* abrégé * | 1-6   |   |
|   |   |   | DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHES (Int.Cl.6) |
|   |   |   | C22C<br>C21D                              |
| Le présent rapport a été établi pour toutes les revendications  |   |   |   |
| Lieu de la recherche<br>LA HAYE   |   | Date d'achèvement de la recherche<br>28 Août 1996   | Examineur<br>Lippens, M                   |
| CATEGORIE DES DOCUMENTS CITES   |   | T : théorie ou principe à la base de l'invention<br>E : document de brevet antérieur, mais publié à la date de dépôt ou après cette date<br>D : cité dans la demande<br>I : cité pour d'autres raisons<br>& : membre de la même famille, document correspondant |   |
| X : particulièrement pertinent à lui seul<br>Y : particulièrement pertinent en combinaison avec un autre document de la même catégorie<br>A : arrière-plan technologique<br>O : divulgation non-écrite<br>P : document intercalaire |   |   |   |

EPO FORM 1501 (01.92) (P04C03)

